

# 海水中における 17-4 PH ステンレス鋼の 環境脆化割れ破壊とその防止対策

尾崎 敏 範\*・石川 雄 一\*2

## Environmental Embrittlement of 17-4 PH Martensitic Stainless Steel and Its Prevention

Toshinori OZAKI and Yuichi ISHIKAWA

### Synopsis :

Environmental embrittlement of 17-4PH martensitic stainless steel castings for sea water use is studied. Failure analysis, stress corrosion cracking test, and crevice corrosion test yield the following results.

1) It is suggested that failure of the 17-4PH steel sliding contact components may be due to the hydrogen embrittlement cracking initiated at pits. Furthermore it seems that a rather high frequency of failure occurrence in an initial few year period may be caused by the initial presence of some factors responsible for the failure.

2) The cracking susceptibility persists at an applied stress lower than  $15\text{kgf/mm}^2$  when the hardness of the steel exceeds  $\text{HV}=310$ . On the other hand when the hardness is lower than 310, the steel remains uncracked even at an applied stress higher than  $60\text{kgf/mm}^2$ . The cracking susceptibility is slightly affected by chemical composition and microstructure of the steel.

Based on these findings, following countermeasures are taken. The steel should be aged so as to be the hardness below 310 HV and the compressive stress is induced at the component surface by shrink fitting. Moreover the injection of fresh water into a shaft casing during the shut-off period is recommended.

No failure has been reported for over ten years since the countermeasures had been adapted.

Key words : stainless steel ; martensitic PH stainless steel ; sea water ; failure analysis ; hydraulic machine ; stress corrosion cracking ; hydrogen embrittlement ; crevice corrosion ; rate of crack growth ; stress intensity factor ; corrosion prevention.

## 1. 緒 言

17-4PH マルテンサイト系ステンレス鋼（以下、SCS24 または 17-4PH 鋼と記す）は高硬度と耐海水腐食性を兼ね備えた数少ない JIS 規格材料であり、海水を取り扱う機械構造物の摺動部材として広く用いられている<sup>1)~4)</sup>。しかし、これらの部品の一部は設計的に十分な安全率が与えられていると思われるものの、比較的短期間に激しい隙間腐食損傷やそれらを起点とした割れを生ずることがあり、その原因究明と対策が望まれている<sup>5)~8)</sup>。

本報は上記鋼で作られた海水ポンプ摺動部品の損傷概要を紹介すると共に、2~3 の実験結果を基にその損傷防止策について考える。

## 2. 17-4PH 鋼製海水ポンプ摺動部品の損傷状況

### 2.1 損傷状況の概要

海水用立軸斜流ポンプの構造概要を Fig. 1 に示す。本ポンプはポンプ上下を貫く軸下端に連結させたインペラを回転させることで海水を上方に送る構造となっている。17-4PH 鋼で製作された部品はランナリングとシャフトスリーブであり、前者は外径  $700\sim 3000\text{mm}$  × 幅  $70\sim 150\text{mm}$  でインペラの上下に各 1 個焼ばめされている。後者は外径  $100\sim 400\text{mm}$  × 幅  $200\sim 500\text{mm}$  でシャフトに 2~3 箇所焼ばめされている。シャフト、インペラ等の回転体及び一部の固定体は主に 18Cr-8Ni オーステナイト系ステンレス鋼であり、ポンプ下端のベルマウス、ケーシング等の固定体は主に重防食塗装された炭素

昭和 63 年 7 月 11 日受付 (Received July 11, 1988)

\* 日立製作所機械研究所 (Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd., 502 Kandatsumachi Tsuchiura 300)

\*2 日立製作所機械研究所 (Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd.)

鋼または鋳鉄である。

ランナリングやシャフトスリーブはその内径側で 18Cr-8Ni ステンレス鋼と隙間を構成しており、ガルバニック作用に基づく隙間腐食が避けにくい。本製品の外

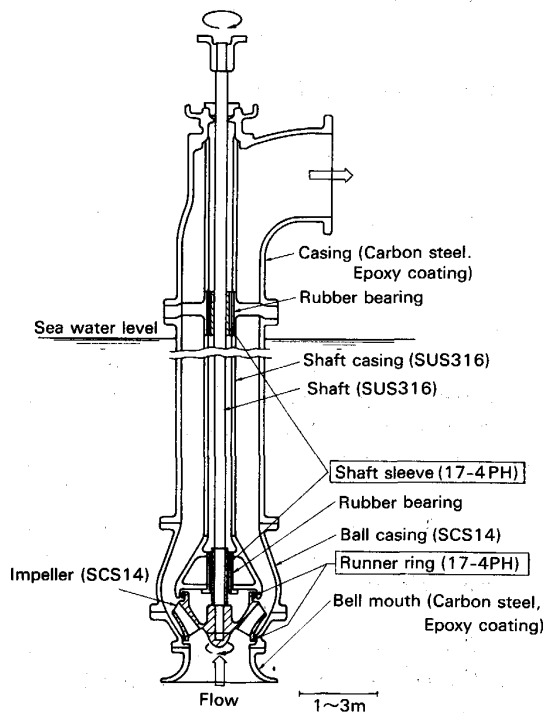


Fig. 1. A schematic diagram of a mixed flow sea water pump indicating the location of 17-4PH steel runner rings and shaft sleeves.

径側ではポンプ軸の回転により固定体（ランナリングではボールケーシング，シャフトスリーブではゴム軸受）と摺動し，ポンプの運転が連続的に行われる限り自由表面が常に清浄に保たれ孔食や隙間腐食の生じにくい構造である。

Photo. 1 はランナリングの破損状況例である。写真 a) はその外観状況であり，リング全域に多数の食孔と隙間腐食損傷およびそれらを起点とした 3 本の破断部分（A，B および C）が見られる。写真 b) は破断起点部分の断面形態の例であり，リング外周部に直径 5 mm × 深さ 10 mm の食孔が生じている。割れは食孔底部（写真中央）よりリング半径方向（写真上下方向）に進行している。Photo. 2 は破断起点近傍の金属組織である。写真 a) は自由表面直下の局部腐食状況で，表面よりほぼ  $\delta$ -フェライト相にそつた選択的な溶解が見られる。写真 b) は割れ深部の形態で，単一の割れが写真右上方から左下方に複雑に折れ曲がつて進んでいる。割れ各部には主に  $\delta$ -フェライト相にそつた選択的な溶解が見られ，割れが局部腐食を併発しながら緩やかに進行していることを暗示している。以上より，本損傷原因は脆性破壊や疲労破壊など機械的破壊とは考えにくい。そして，従来の知見より水素脆化割れの損傷形態とほぼ一致しているように観察される<sup>5)~7)</sup>。

次に Photo. 3 にシャフトスリーブの損傷状況の例を示す。外周の摺動部分には多数の摺動傷が見られるものの，腐食損傷がなく，非摺動部分およびスリーブ内周部

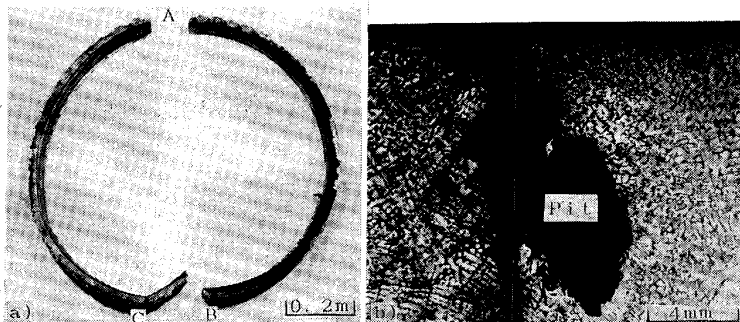
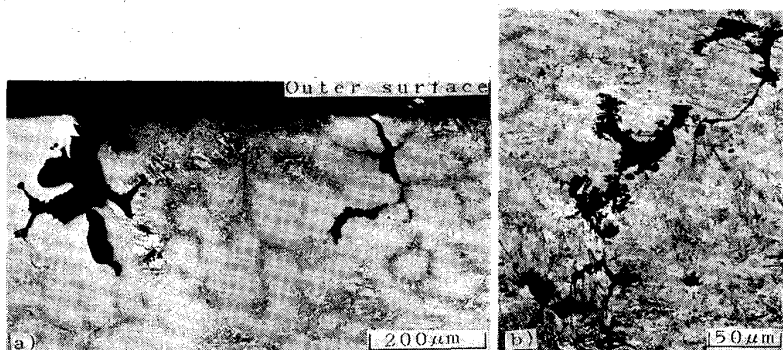


Photo. 1. A photograph of a failed runner ring a) and cross sectional microphotograph of the fractured surface b).



a) Localized corrosion near the outer surface  
b) Microcracking and pitting beneath the localized corrosion

Photo. 2. Microstructures of the failed runner ring.

に多数の局部腐食損傷が見られる。割れはスリーブ内周の端部より発生し、部品長手方向に進行している。割れ形態は上記ランナリングの場合とほとんど同様に観察され、水素脆化割れの特徴<sup>5)~7)</sup>をほぼ満足しているようである。

2.2 損傷原因の推定と残された問題点

まず、本損傷発生の確率的性格を知る目的で Fig. 2 を示す。図は前述の海水用立軸斜流ポンプ 209 台について、その主な部品 2711 個の過去 17 年にわたる腐食

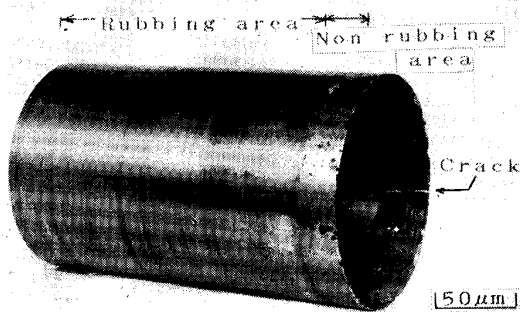


Photo. 3. Appearance of a shaft sleeve with a SCC crack.

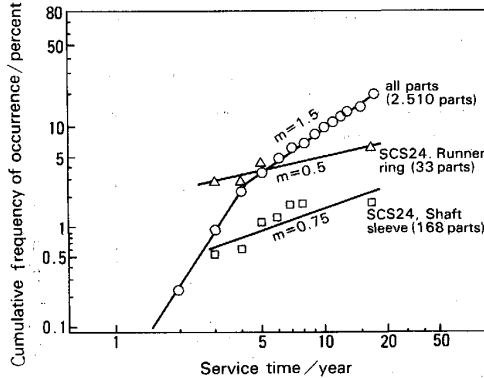


Fig. 2. Weibull distribution for SCC failure of 17-4PH steel casting components in mixed flow sea water pumps (2711 components in 209sets).

損傷発生頻度（修理程度の損傷を含む）のワイブル分布である。全部品平均の損傷発生頻度は当初の 4 年間を除けば、4~17 年間でほぼ直線性を示し、そのワイブル係数  $m$  は 1.5（摩耗故障型損傷）を示している。一方、SCS24 製のランナリングおよびシャフトスリーブは故障発生頻度こそ少ないものの、3~15 年間でそれぞれ  $m = 0.5$  および  $0.75$  の共に初期故障型損傷を示している。これは全部品平均の腐食損傷形態が主にステンレス鋼の孔食、溶接部分の粒界腐食あるいは塗装鋼の塗膜下腐食で代表されるように時間経過に伴い徐々に進行する形態であるのに比べ異質である。すなわち、SCS24 製部品の腐食損傷は当初から何らかの潜在的損傷原因を内在して、それらが優先的に損傷することで初期故障型損傷が表れたものと考えられる。

そこで以降では a) 材料、b) 付与応力および c) 使用環境について検討し、問題点を整理する。

a) 材料—ランナリングの化学成分、熱処理条件および機械的性質の例を Table 1 に示す。本材料は JIS 規格をほぼ満足しているものの、Nb + Ta 含有量と伸びが共に規格を外れている。また、熱処理条件は摺動特性を重視し高硬度に設定してある。これらの化学成分の違いや機械的性質が損傷原因にどのように影響するのは十分明らかでなく、これらの見極めが残されている。

b) 付与応力—ランナリングへの付与応力は铸造や熱処理に伴う残留応力とリングのインペラへの焼ばめによる変形により規定され、ポンプ稼動時の外力は無視しえる程度である。残留応力の測定は破損品におけるリングの変形を計測することで、焼ばめによる応力は焼ばめ前後の寸法変化から計算で求めることができる。そこで内径 880 mm の数個のランナリングに対し上記変形量を計測し、リング外周部の残留応力  $\sigma_R$  を計算した（詳細省略）。その結果、残留応上  $\sigma_R$  は各リングに対しそれぞれ 4, 11, および 16 kgf/mm<sup>2</sup>（上記のリング）と算出された。次に焼ばめによる応力は焼ばめ寸法公差より

Table 1. Chemical composition, heat treatments and mechanical properties of the 17-4 PH steel of runner ring for sea water pump.

	(wt%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb+Ta
SCS24	<0.08	<1.0	<1.0	<0.04	<0.03	3.0~4.5	15.5~17.0	2.0~4.0	0.15~0.45
Runner ring	0.07	0.79	0.60	0.017	0.021	3.84	15.54	2.60	—
Heat treatment	850°C×1/2h→A. C, 450°C×4h→A. C								
	Tensile strength		Yield strength		Elongation		Charpy impact value		Hardness
SCS24 450°C aging	>126 kgf/mm <sup>2</sup>		>105 kgf/mm <sup>2</sup>		>6%		—		HV=360~446
Runner ring	129 kgf/mm <sup>2</sup>		—		0.4%		0.9 kgm/cm <sup>2</sup>		HV=406

最大 0.41 mm 最小 0.28 mm となり、そのとき生ずる応力は最大 4 kgf/mm<sup>2</sup> である。したがって、合計の引張応力は最大で 20 kgf/mm<sup>2</sup> 程度、平均的には 10 kgf/mm<sup>2</sup> 前後と推定される。

同様にシャフトスリーブの場合は当初の残留応力が不明確なものの、焼ばめ後の寸法より約 12 kgf/mm<sup>2</sup> の引張応力と推定される。この値は局部腐食孔の生成に伴う応力集中でより大きい値になると思われるものの、従来の実験室試験で求めた水素脆化割れ発生応力<sup>6)~8)</sup>に比べ著しく小さく、これらの見極めが残されている。

c) 使用環境—実機ポンプの使用環境は常温海水であり、損傷発生の地域依存性(たとえば海水の汚染)や損傷部品と周辺部品間のガルバニック作用も特定できる関係は見あたらない。ただし、ポンプの運転休止期間が長い場合は損傷発生頻度の高い傾向が見られ、ポンプの休止に伴う腐食環境の変化に注目される。

### 3. 17-4PH 鋼の環境脆化割れ挙動

#### 3.1 試料および実験方法

##### 3.1.1 C-リング型応力腐食割れ試験

Table 2 に試料の化学組成、熱処理条件および硬さを示す。試料は前章の損傷品と同様に作成した鋳鋼品である。熱処理条件は溶体化処理条件を 2 段階、時効処理条件を 7 段階変化させることで硬さレベルをさまざまに変化させた。試験片形状は C-リング型応力腐食割れ試験片〔Photo. 4, a) 参照〕であり、外径 60 mm, 内径 52 mm, 幅 6.5 mm である。ノッチ形状は傾き 45°, 深さ 0.6 mm, 底部曲率  $R = 0.25$  mm とした。応力の付与は試験片をボルト、ナットにより締め付け、ノッチ底に引張応力を与えた。Fig. 3 は定歪み保持した試験片の割れ進行に伴い変化する応力計算法の概要である。a) は有限要素法による応力計算用試験片形状、b) は要素分割の一部であり、ノッチ部分とその下方の割れ長さ  $l$  を拡大して示

した。c) はその計算結果であり、ここでは応力計算値  $\sigma$  とノッチ底の単一割れ長さ  $l$  と応力拡大係数  $K_I$  の関係を次式<sup>9)</sup>により計算して示した。

$$K_I = 4.12 M(1/\alpha^3 - \alpha^3)/(B - D^{3/2}) \dots\dots(1)$$

ただし、 $\alpha = 1 - l/D$ ,  $M = B \times (D - l)^2 \times \sigma/6$

$M$ : 曲げモーメント

$l$ : 割れ長さ (ノッチ深さ + 割れ深さ), 0~2.5 mm 可変

$D$ : 試験片の厚み, 4 mm

$B$ : 試験片の幅, 6.5 mm

$\sigma$ : 有限要素法で求めた応力の計算値

$\Delta\varepsilon$ : 締め付け量, 0.8 mm

c) より、ノッチ底に生じる応力  $\sigma$  は割れ長さ  $l$  の増大に伴い単調に増大するものの、 $l \approx 0.5 \sim 2.5$  mm の範囲では  $K_I \approx 90 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  一定である。以上より、 $l \approx 0.5 \sim 2.5$  mm における割れ進行速度を測定することで一定応力拡大係数レベルの割れ挙動を求めることがで

Table 2. Chemical composition, heat treatments and hardness of the 17-4PH steel used in C-ring type SCC tests.

		(wt%)							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
SCS24		0.07	0.92	0.74	0.015	0.016	3.84	15.61	3.30

No.	Solution treatment	Aging treatment	Hardness (HV)
1A0	850°C×1/2h → A.C	—	316
1B2		450°C×2h → A.C	370
1B4		450°C×4h → A.C	405
1C2		500°C×2h → A.C	320
1C4		500°C×4h → A.C	325
1D2		550°C×2h → A.C	290
1D4		550°C×4h → A.C	286
2A0	1050°C×1/2h → A.C	—	354
2B2		450°C×2h → A.C	418
2B4		450°C×4h → A.C	418
2C2		500°C×2h → A.C	336
2C4		500°C×4h → A.C	336
2D2		550°C×2h → A.C	300
2D4		550°C×4h → A.C	288

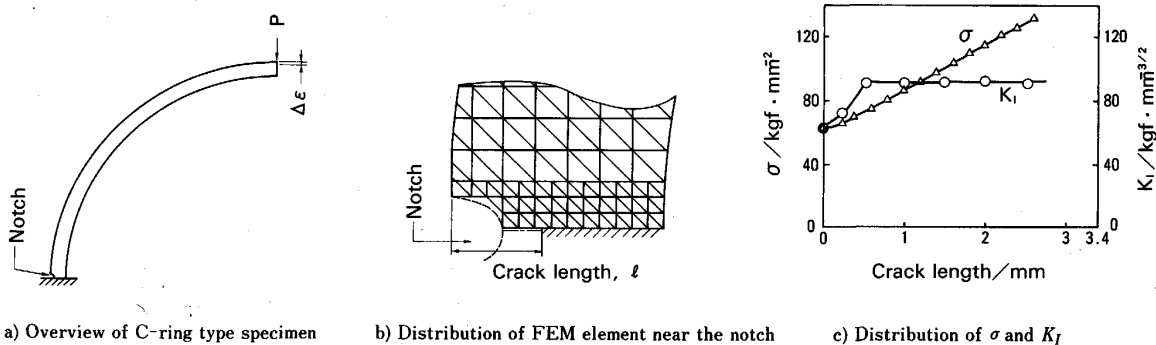


Fig. 3. Distribution of nominal stress  $\sigma$  and stress intensity factor  $K_I$  on C-ring type SCC specimen FEM computation.

Table 3. Chemical compositions, heat treatments and mechanical properties of the 17-4 PH steel used in constant strain type SCC tests.

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Diffusion treatment	Solution treatment	Aging	Tensile strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Charpy impact (kgf/cm <sup>2</sup> )	Hardness
														(wt%)			
SCS 24	0.07	0.89	0.70	0.014	0.019	3.65	15.78	2.70	Tr	—	1 000°C ×10h → A. C	1 050°C × 1/2h → A. C	450°C×4h → A. C	146	3.1	0.7	HV=445
SCS 24 -D														147	5.3	0.7	HV=474
SCS 24 -Nb														143	3.9	1.1	HV=460
SCS 24 -Mo	0.04	0.64	0.71	0.013	0.011	4.32	17.40	2.36	1.65	0.24	—	1 025°C×1h → O. Q	575°C×2h → W. Q	96	25.1	22	HV=312
SCS 13	0.07	0.98	0.66	0.021	0.019	8.45	19.11	0.06	Tr	—	—	1 100°C×1h → W. Q	—	53	56	32	HV=151

Table 4. Testing conditions for constant strain type SCC tests.

Specimen configuration	Uni-axial tensile specimen (Parallel position : φ4.5×50 l)
Holder	SUS 310 pipe (φ60, φ48)×55 l
Stress	Initial stress $\sigma_0 = 15 \sim 60 \text{ kgf/mm}^2$
Environment	Ambient 3%NaCl solution and 42%MgCl <sub>2</sub> solution at 154°C
Observation	Fracture time

きる。試験は 1 条件 5 個ずつの試験片を 25°C, 3% 食塩水中に大気開放下で最大 12 000 h 浸漬し, 所定時間ごとに割れ進行状況を観察した。また, 一部の試料は 154°C, 42% MgCl<sub>2</sub> 溶液中における応力腐食割れ試験および脱気, 25°C, 3% 食塩水中におけるアノード分極特性を測定した。

3・1・2 定歪み型単軸引張応力腐食割れ試験

Table 3 に試料の化学成分, 熱処理条件および機械的性質を示す。試料 SCS24 は前章で示した損傷品とほぼ同様な化学成分, 熱処理材であり, SCS24-D は本試料に拡散焼鈍を与え δ-フェライト粒を球状・微小化した材料, SCS24-Nb および-Mo は上記母組成に Nb および Mo を少量添加することで耐食性の改善を目指した材料である。SCS13 は比較材の 18Cr-8Ni オーステナイト系ステンレス鋼である。

Table 4 は試験片形状, 応力付与治具および試験条件である。試験片は両端にネジを有す単軸引張型試験片であり, SUS310 製 O-リング状ホルダーにネジを締め付けることで取り付けた。ここで, ホルダー側面には前もつて歪みゲージを張り付けた後, プリネル硬度計の油圧駆動部に O-リングを取り付けてリングを圧縮しつつ試料をセットしてねじり応力が掛からぬようにした。付与応力は O-リングへの外力を取りさつた後, 5~10 min 経過後の歪みが所定の値に達するようにし, 付与応力値

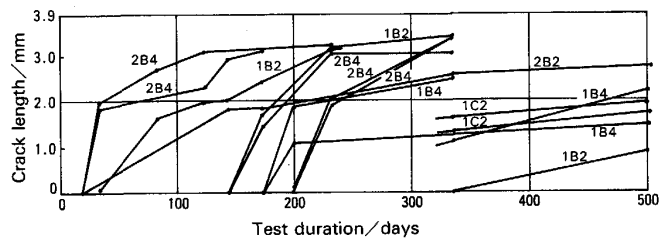


Fig. 4. Crack initiation and propagation characteristics of C-ring type SCC specimens in ambient 3% NaCl solution.

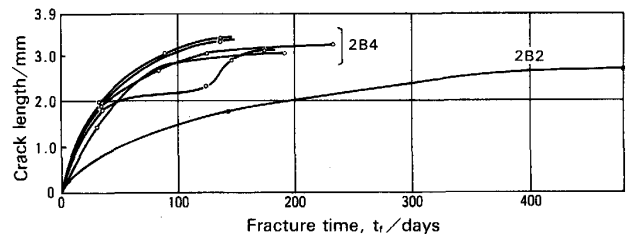


Fig. 5. Relationship between crack length and test duration.

を 15~60 kgf/mm<sup>2</sup> の 4 段階, 試験片数は 1 条件 5 個ずつとした。試験は 25°C, 3% 食塩水中に大気開放下で最大 25 000 h 浸漬し, 破断時間を測定した。また, 上記試験とは別に隙間腐食試験およびアノード分極特性の測定を行った。前者は直径 16 mm, 厚さ 5 mm の円板状試料をプラスチック板上に隙間を与えて重ね合わせ, 60°C, 3% 食塩水および 25°C, 1% FeCl<sub>3</sub> 溶液中にそれぞれ 2 200 h および 144 h 浸漬し, 腐食減量を測定した。分極特性の測定は 3・1・1 に示した方法と同様である。

3・2 試験結果と検討

3・2・1 C-リング型応力腐食割れ試験結果

試験結果を Fig. 4~7 に示す。Fig. 4 は割れの発生および進行状況である。割れ発生時間は各試料ごとに著しくばらついている。そこで, Fig. 5 に試料の一部の割れ

進行過程のみを整理して示す。試料 2B4 は 5 本の試料がいずれもほぼ同様な割れ進行挙動を示し、試料 2B2 (5 本中 1 本のみ割れ発生) より割れ進行速度が大きいことが理解される。そこで、各試料における平均割れ速度を上図より拾い Fig. 6 に示す。図右方の ( $N_f/N$ ) は (破断試験片数/試験本数) である。また、参考として 154°C, 42% MgCl<sub>2</sub> 溶液中における値も記入した。25°C, 3% 食塩水中における割れ感受性は時効処理条件に強く依存し、500°C × 4 h 以上の高温時効材には割れの発生が見られない。一方、154°C, 42% MgCl<sub>2</sub> 溶液中では割れ進行速度が 25°C, 3% 食塩水中に比べ 10<sup>3</sup> 倍程度大きく、時効処理条件依存性の小さいのが特徴である。また破断面形態は後述する 25°C, 3% 食塩水の場合と明らかに異なり、塩化物応力腐食割れの特徴であるファンシェーブパターンが見られた。次にこれらの割れ挙動と硬さの関係を整理して Fig. 7 に示す。図中のシンボルの添え字は ( $N_f/N$ ) の値である。図より、データのばらつきが大きいものの、本鋼の割れ感受性は材料硬さ

ではほぼ統一的に整理され、HV ≤ 310 において割れが生じにくいことを示している。Photo. 4 は割れの発生と進行状況である。a) より、試料のノッチ部下方に割れが生じ錆が付着している。b) はこの錆を除去した時のノッチ底部拡大写真である。割れはノッチ底より発生し、単一の割れを保ち複雑に折れ曲がりながら進行している。c) は割れ先端付近の拡大写真である。割れ先端は金属組織に依存した微細な折れ曲がりを示しながら進行しており、割れの後方は主に δ-フェライト相にそつた局部腐食が生じている。

以上の割れ形態は前述の海水ポンプ摺動部材の破壊形態とほぼ一致している。また、本鋼の海水環境における水素脆化割れの特徴ともほぼ一致している<sup>5)~8)10)11)</sup>。

3.2.2 定歪み型単軸引張応力腐食割れ試験結果

Fig. 8 に試験結果を示す。SCS24, SCS24-D および SCS24-Nb の破断時間は同一条件の試験片間でも 3 桁あるいはそれ以上ばらついている。付与応力が 15 kgf/mm<sup>2</sup> において破断時間が 10<sup>2</sup> h 以下の試料、あるいは逆に 60 kgf/mm<sup>2</sup> において破断時間が 10<sup>4</sup> h 以上の試料も見られる。これらの著しいばらつきの原因は必ずし

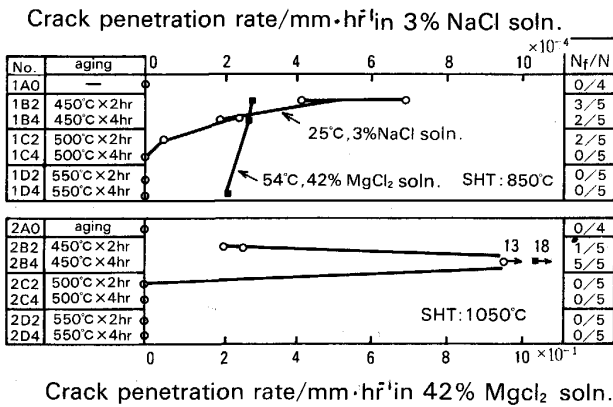


Fig. 6. Crack propagation rate of C-ring type specimens of several differently aged 17-4PH steel castings at  $K_I = 90 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  in ambient 3% NaCl solution and in 42% MgCl<sub>2</sub> solution at 154°C.

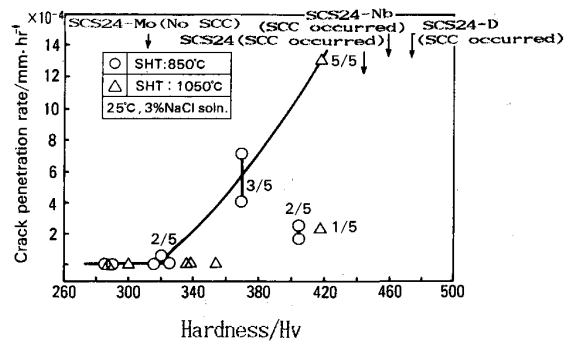


Fig. 7. Relationship between crack propagation rate and hardness of the 17-4PH steel castings with different chemical compositions in ambient 3% NaCl solution.

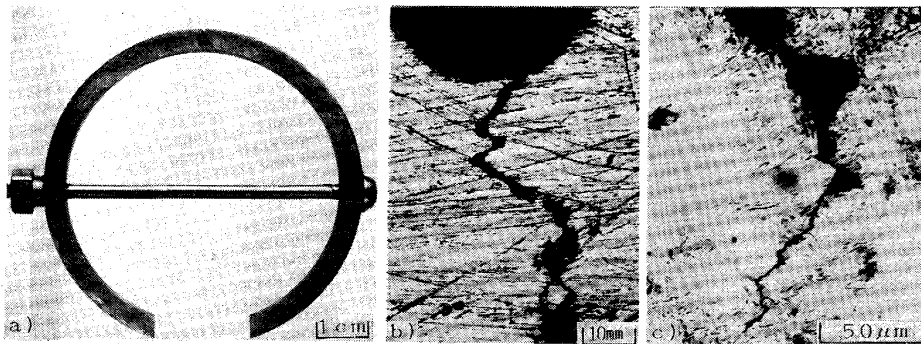


Photo. 4. Appearance of a C-ring type SCC specimen a), cracking morphology b) and microstructure in the vicinity of the crack tip c).

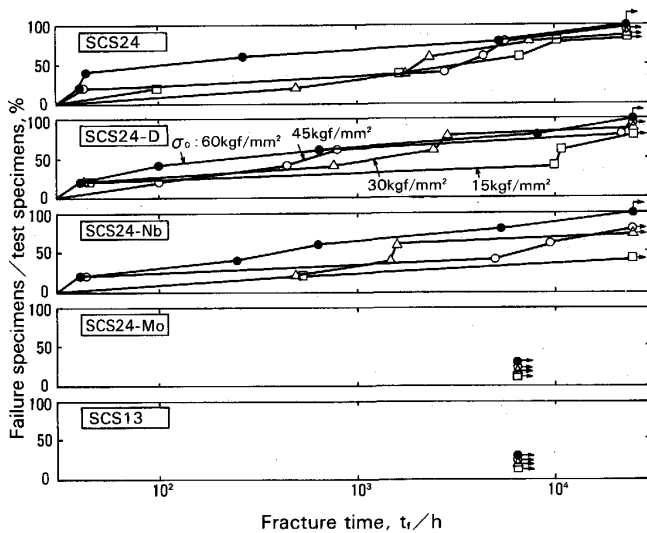


Fig. 8. SCC test results of several 17-4PH and 18-8 stainless steel casting in ambient 3% NaCl solution.

も明らかでないが、上述のC-リングの場合と同様割れ起点になる腐食発生位置が試料平行部に先立ち、試料ネジ部分/ボルト間の隙間に生じ、そのガルバニック作用によつて、試料平行部（高応力部分）への局部腐食発生が抑制されたものと思われる。いずれにしても上記3試料は著しく高い割れ感受性を有することが明らかである。一方、SCS24-Mo および SCS13 は付与応力に無関係にすべての試験片が破断せず、割れ感受性の小さいことが理解される。そこで、これらの関係を理解する目的で本試験結果を Fig. 7 中上方に記入した。本試験結果は C-リング試験結果とほぼ対応し、高硬度材は割れ感受性を有し、 $HV \leq 310$  の低硬度鋼は割れ感受性を有さぬように分類される。このように見ると、本試験片に与えた化学成分、熱処理条件（金属組織）、伸びなどの機械的性質は割れ挙動に強く影響せず、材料硬さのみ強く依存するものと観察される。この事実は良く知られているように水素脆化割れ感受性が材料硬さに強く依存することと一致している<sup>6-8)10)11)</sup>。

3.2.3 試料のアノード分極特性および隙間腐食試験結果

試料 No. 2AO ~ 2D2 および試料 No. SCS24 ~ SCS24-Mo におけるアノード分極特性を測定した。前者より、アノード特性上に時効処理の効果はほとんど観察されず、時効温度が 450°C から 550°C に上昇するに伴い -0.45 V. vs. SCE における活性ピーク電流密度が 20% 程度減少するにとどまった。また後者では、Mo および Nb の添加により、上記活性ピーク電流が ~1/6

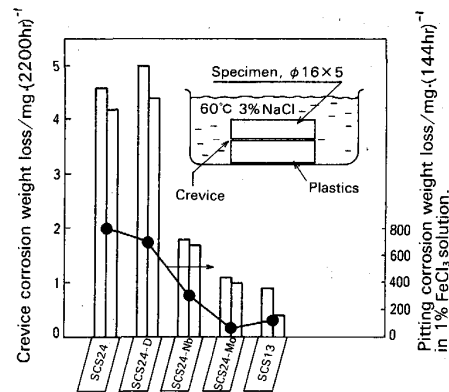


Fig. 9. Crevice corrosion test results of several 17-4PH steel castings in 3% NaCl solution at 60°C and in ambient 1% FeCl<sub>3</sub> solution.

(Mo : 1.65% 添加), ~1/2 (Nb : 0.26% 添加) に、孔食電位が母材の -0.15 V. vs. SCE よりそれぞれ ~0.1 V, ~0.05 V 貴電位側へ移行する程度の比較的小さな特性変化であった。

次に、隙間腐食試験結果を Fig. 9 に示す。腐食減量の序列は腐食液に依存せず試料間ではほぼ一致しており、上述のアノード分極特性における活性ピーク高さにはほぼ比例した腐食挙動を示している。しかし、これらの腐食挙動と前述の割れ挙動の間にはほとんど何の相関性も見られず決定的違いもない。したがって、これらの違いに割れ損傷の促進または抑止効果を求めることはできないようである。

4. 海水ポンプ摺動部材の損傷防止策

以上までの検討の結果次の点が明らかになった。

まず、上記摺動部材における損傷発生頻度の統計的性格より、損傷は部品や環境に当初から存在する欠陥に基づき発生するものと推察された。また、若干の検討により以下が明らかになった。

a) 材料—常温、3% 食塩水中における割れは材料硬さに強く存在し、 $HV > 310$  では、低応力下でも割れを発生する。一方、化学組成や金属組織依存性は十分小さい。割れ起点になる局部腐食損傷は一部の合金元素の添加により若干減少できるものの、割れを抑止できる程度の効果はない。

b) 付与応力—臨界割れ硬さ以上の材料は付与応力が 15 kgf/mm<sup>2</sup> 程度と小さくても、孔食を生ずれば短期間に破断する。一方、材料硬さが臨界硬さ以下であれば付与応力が 60 kgf/mm<sup>2</sup> でも長期間にわたり破断しない。

c) 使用環境—電気化学特性や隙間腐食試験結果より、本鋼は常温海水中で隙間腐食がさけられず、これらを起点とした割れの発生が不欠避である。一方、Photo. 3 より、自由表面が常に清浄であれば、孔食が生じにくく割れ発生時間を遅らせる効果が期待できる。

そこで、これらの知見を基に実機部品に対し次の対策を適用した。

a) 材料—SCS24, 550°C 時効処理とし HV  $\approx$  310 とした。また、特に厳しい摺動性能を必要としない小型ポンプの場合はシャフトスリーブの一部には SCS13 を用いることにした。

b) 付与応力—ランナリング方式に代えて、摺動リングをケーシング側への冷しばめ方式(ケーシングリング、圧縮応力が付与)とした。

c) 使用環境—ポンプ運転を可能な限り連続運転とし、停止期間中はシャフト/シャフトケーシング内の空間に海水に代えて淡水を注入する方式をとつた。

以上の結果、本摺動部材の損傷は完全に防止され、対策後十数年経過後一件の破損も生じていない。

## 5. 結 言

常温海水環境中で使用される 17-4PH マルテンサイト系ステンレス鋼の環境脆化割れ挙動に関し、海水ポンプ摺動部品の損傷状況と 2~3 の実験結果を示し、損傷防止策について検討した。その結果、以下のことが明らかとなった。

1) 海水ポンプ用摺動部材、ランナリングおよびシャフトスリーブは長時間使用后、局部腐食孔を起点とした環境脆化割れを生じることがある。

2) 損傷形態は水素脆化割れと判断され、損傷発生頻度が初期故障型損傷を示すことから、損傷原因は部品や環境に当初から存在する何らかの欠陥に基づくものと判断された。

3) その損傷発生原因を知る目的で 2~3 の追試を行った結果、a) 材料、b) 付与応力および c) 使用環境に

ついて以下が明らかになった。

a) 実機模擬環境中では HV > 310 において、付与応力が 15 kgf/mm<sup>2</sup> でも短期間に割れを生じることがある。一方、割れ発生や局部腐食挙動に対する若干の合金元素の依存性は小さい。

b) HV < 310 の場合、付与応力が 60 kgf/mm<sup>2</sup> でも長期間にわたり割れない。

c) 実機模擬環境中では隙間腐食の発生がさけられない。しかし、清浄な自由表面には孔食が発生しにくく、部品表面を清浄に保てば割れ発生を遅らせる。

d) 割れ進行速度は応力レベル  $K_I \approx 90$  kgf/mm<sup>3/2</sup>, 450°C 時効材で  $2 \sim 13 \times 10^{-4}$  mm/h 程度と緩やかである。

4) 上記知見を基に実機部品に対し以下の対策を実施した。

a) 材料—HV < 310, b) 付与応力—冷しばめ方式により圧縮応力付与, c) 使用環境—ポンプ停止期間中シャフトケーシング内へ淡水の注入

これらの対策後、本摺動部品の損傷は長期間にわたり完全に消滅したことから、本対策は有効なものと判断された。

## 文 献

- 1) ステンレス鋼便覧 (1973), p. 426, p. 1119 [日刊工業新聞社]
- 2) 尾崎敏範, 下平三郎: 日本金属学会会報, 10 (1971), p. 575
- 3) W. K. BOYD: MCIR Report 75-247R, Corrosion of Metals in Marine Environments (1975), p. 7
- 4) F. L. LAQUE: Marine Corrosion (1975), p. 196 [John Wiley and sons]
- 5) 木島 茂: 日本金属学会会報, 11 (1972), p. 636
- 6) E. H. PHELPS and A. W. LONGINOW: Corrosion, 16 (1960), p. 325
- 7) H. J. BHATT and E. H. PHELPS: Corrosion, 17 (1961), p. 430
- 8) C. T. FUJII: ASTM. STP610 (1976), p. 213
- 9) B. F. BROWN: Materials Research and Standards, 16 (1966), p. 129
- 10) T. R. CROUCHER: Materials Performance, 6 (1967), p. 44
- 11) C. S. CARTER: Corrosion, 27 (1971), p. 190